

PUBLICATION NUMBER : 2000119795  
PUBLICATION DATE : 25-04-00  
  
APPLICATION DATE : 14-10-98  
APPLICATION NUMBER : 10292479

APPLICANT : KOBE STEEL LTD;

INVENTOR : SHINTO YOSUKE;

$Ti \% / 48 + Nb \% / 93 + V \% / 51 - C \% / 12 - N \% / 14 > 0$

INT.CL. : C22C 38/00 C21D 6/00 C21D 8/02  
C22C 38/14

TITLE : PRECIPITATION TYPE STEEL SHEET  
WITH COMPOSITE STRUCTURE  
EXCELLENT IN DUCTILITY AND ITS  
PRODUCTION

ABSTRACT : PROBLEM TO BE SOLVED: To increase the strength and ductility of a steel sheet by composing it of steel with a composite structure contg. C, Si, Mn, P, Al, B, V, Nb and Ti and allowing each constitutional structure to have specified Vickers hardness.

SOLUTION: This steel is the one having a compsn. contg., by mass, 0.003 to 0.04% C, 0.01 to 1.0% Si,  $\leq 3.0\%$  Mn,  $\leq 0.05\%$  P, 0.005 to 0.1% Al and 0.0002 to 0.003% B and moreover contg. one or more kinds among  $\leq 0.1\%$  V,  $\leq 0.1\%$  Nb and  $\leq 0.1\%$  Ti, in which the compositional value of each element satisfies the inequality as well. Moreover, in the internal metallic structure, the structure of  $\geq 50$  vol.% is composed of polygonal ferrite having  $\leq 110$  Vickers hardness Hv1, and the other structure is composed of the one of martensite and bainite having  $\geq 1250$  Vickers hardness Hv2. Then, the ratio of the Vickers hardness, i.e., Hv2/Hv1 is controlled to  $\geq 2.2$ .

COPYRIGHT: (C)2000,JPO

(19) 日本特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開2000-119795

(P2000-119795A)

(43) 公開日 平成12年4月25日 (2000.4.25)

(51) Int.Cl. <sup>7</sup>	識別記号	F I	テマコード (参考)
C 2 2 C 38/00	3 0 1	C 2 2 C 38/00	3 0 1 A 4 K 0 3 2
C 2 1 D 6/00		C 2 1 D 6/00	Y
			V
8/02		8/02	A
C 2 2 C 38/14		C 2 2 C 38/14	
審査請求 未請求 請求項の数 6 O L (全 13 頁)			

(21) 出願番号 特願平10-292479

(22) 出願日 平成10年10月14日 (1998.10.14)

(71) 出願人 000001199

株式会社神戸製鋼所

兵庫県神戸市中央区臨浜町1丁目3番18号

(72) 発明者 横井 浩一

神戸市西区高塚台1丁目5番6号 株式会

社神戸製鋼所神戸総合技術研究所内

(72) 発明者 池田 周之

神戸市西区高塚台1丁目5番6号 株式会

社神戸製鋼所神戸総合技術研究所内

(74) 代理人 10006/828

弁理士 小谷 悦司 (外1名)

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 延性に優れた析出型複合組織鋼板およびその製法

(57) 【要約】

【課題】 従来のDPやTri phase 鋼、ベイナイト鋼等を凌ぐ延性を有し、且つTRIP鋼に匹敵し或いはこれを上回る強度-延性バランスを有する高強度・超高延性の冷延鋼板を提供すること。

$Ti\% / 48 + Nb\% / 93 + V\% / 51 - C\% / 12 - N\% / 14 > 0 \cdots (1)$

内部金属組織のうち、体積率で50%以上はビッカース硬さ(Hv<sub>1</sub>)が110以下のポリゴナル・フェライトで、その他の組織は、マルテンサイトおよびベイナイト(ベイニティック・フェライトを含む)からなるビッカ

【解決手段】 C, Si, Mn, P, Al, Bの各含有率が特定されると共に、V、NbおよびTiから選ばれた少なくとも1種の元素を所定量含有し、且つ下記式

(1) の関係を満たす複合組織鋼板からなり、

一ス硬さ(Hv<sub>2</sub>)が250以上の組織からなり、上記ビッカース硬さの比[(Hv<sub>2</sub>)/(Hv<sub>1</sub>)]が2.2以上である延性に優れた複合組織鋼板とその製法を開示する。

## 【特許請求の範囲】

【請求項1】 質量%で、

C : 0.003~0.04%、

Si : 0.01~1.0%、

Mn : 3.0%以下(0%を含む)、

P : 0.05%以下(0%を含む)、

Al : 0.005~0.1%、

$$Ti \% / 48 + Nb \% / 93 + V \% / 51 - C \% / 12 - N \% / 14 > 0 \cdots (1)$$

内部金属組織のうち、体積率で50%以上はビッカース硬さ(HV<sub>1</sub>)が110以下のポリゴンル・フェライトで、その他の組織は、マルテンサイトおよびベイナイト(ベイニティック・フェライトを含んでもよい)からなるビッカース硬さ(HV<sub>2</sub>)が250以下の組織からなり、上記ビッカース硬さの比[(HV<sub>2</sub>)/(HV<sub>1</sub>)]が2.2以上であることを特徴とする延性に優れた複合組織鋼板。

【請求項2】 鋼材の残留成分がFeおよび不可避免的不純物からなるものである請求項1に記載の複合組織鋼板。

【請求項3】 金属組織のうち、体積率で50%以上は平均粒径が10nm以上の炭窒化物が析出したポリゴンル・フェライトであり、その他の組織は、平均粒径が10nm以下の炭窒化物が析出したマルテンサイトとベイナイト(ベイニティック・フェライトを含んでもよい)である請求項1または2に記載の複合組織鋼板。

【請求項4】 請求項1または2に記載した化学成分の要件を満たす鋼板を、Ae3点直上の温度に加熱した後、Ae3点~Ae1点の温度で一旦保持し、更にAe1点未満の温度に冷却することによりポリゴンル・フェライトと旧オーステナイトに2相分離させると共に、旧オーステナイト内に合金成分を濃化させ、続いてAe1点~600℃に保持することにより、ポリゴンル・フェライトおよび旧オーステナイト内にV、Nb、Ti系炭窒化物を析出させ、次いで冷間圧延し、もしくは冷間圧延することなく、Ae1点~Ae3点の2相温度域で再加熱焼鈍することにより、前記ポリゴンル・フェライト中に平均粒径10nm以上の炭窒化物を析出させると共に、旧オーステナイト中の析出物は再固溶させ、次いで500℃以下に急冷して旧オーステナイトをマルテンサイト、ベイナイト(ベイニティック・フェライトを含んでもよい)に変態させると共に、平均粒径が10nm以下の炭窒化物を析出させ、旧オーステナイト側のみを強化することを特徴とする延性に優れた複合組織鋼板の製法。

【請求項5】 請求項1または2に記載した化学成分の要件を満たす鋼板を、Ae3点直上の温度で最終熱間圧延を終了し、Ae3点~Ae1点の温度で一旦保持してからAe1点未満の温度で巻取りを開始し、ポリゴンル・フェライトと旧オーステナイトに2相分離させると共に、旧オーステナイト内に合金成分を濃化させ、その

B : 0.0002~0.003%を満足すると共に、

V : 0.1%以下(0%を含まない)、

Nb : 0.1%以下(0%を含まない)およびTi :

0.1%以下(0%を含まない)よりなる群から選ばれた少なくとも1種を含み、且つ下記式(1)の関係を満たす複合組織鋼板からなり、

後、Ae1点~600℃の温度で巻取ってから室温まで冷却し、ポリゴンル・フェライトおよび旧オーステナイト内にV、Nb、Ti系炭窒化物を析出させ、次いで冷間圧延し、もしくは冷間圧延することなく、Ae1点~Ae3点の2相温度域で再加熱焼鈍することにより、前記ポリゴンル・フェライト中に平均粒径10nm以上の炭窒化物を析出させると共に、旧オーステナイト中の析出物は再固溶させ、次いで500℃以下に急冷して旧オーステナイトをマルテンサイト、ベイナイト(ベイニティック・フェライトを含んでもよい)に変態させると共に、平均粒径が10nm以下の炭化物を整合析出させ、旧オーステナイト側のみを強化することを特徴とする延性に優れた複合組織鋼板の製法。

【請求項6】 請求項1または2に記載した化学成分の要件を満たす鋼板を、Ae3点直上の温度で最終熱間圧延を終了し、Ae3点~Ae1点の温度で一旦保持してからAe1点未満の温度で巻取りを開始し、ポリゴンル・フェライトと旧オーステナイトに2相分離させると共に、旧オーステナイト内に合金成分を濃化させ、その後、Ae1点~600℃の温度で巻取ってから室温まで冷却し、ポリゴンル・フェライトおよび旧オーステナイト内にV、Nb、Ti系炭窒化物を整合析出させ、次いで冷間圧延し、もしくは冷間圧延することなく、Ae1点~Ae3点の2相温度域で再加熱焼鈍することにより、前記ポリゴンル・フェライト中に平均粒径10nm以上の炭窒化物を非整合析出させると共に、旧オーステナイト中の析出物は再固溶させ、次いで400~500℃の溶融亜鉛めっき浴に浸漬し、その後、旧オーステナイトをマルテンサイト、ベイナイト(ベイニティック・フェライトを含んでもよい)に変態させると共に、平均粒径が10nm以下の炭窒化物を整合析出させ、旧オーステナイト側のみを強化することを特徴とする延性に優れた複合組織鋼板の製法。

## 【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、延性に優れた析出型複合組織鋼板とその製法に関し、より詳細には、高強度と高延性を兼ね備え、特に、従来はプレス成形のできなかった例えば自動車のホワイトボディの如き難プレス成形部位にも容易に適用することのできる高強度で且つ延性に優れた析出型の複合組織鋼板を提供するものである。

## 【0002】

【従来の技術】近年、例えば自動車などの衝突安全性向上に対する要求は一段と高まってきており、こうした社会的要望に対する解決策の一つとして、自動車用ホワイトボディのうちF側サイドメンバの如きメンバ類の剛性や強度を高める方向で様々の研究が進められている。そのための具体的方法として提示されているのは

- 1) メンバ類に補強用のリブをつける方法、
  - 2) 板厚を大きくして強化する方法、
  - 3) 部分的に焼入れ強化し、部品重量を維持しつつ部品強度を高める方法、
  - 4) 高強度・高延性鋼板を使用し、板厚や部品重量を維持しつつ部品強度を高める方法
- 等が提案されている。

【0003】他方、排ガスによる環境汚染の問題に対処するため、燃費向上や有害物質の低減に対する要求も強く、そのための対策の一つとして車体重量の軽量化に対する要望も強い。

【0004】こうした衝突安全性と環境汚染防止に対する要望を両立させる意味からすると、上記1)、2)の方法は、ホワイトボディの重量アップを招くので好ましい方法とは言えず、また上記3)の方法では、材料の焼入れ性や成形性を調整することによってある程度の改善は可能であるが、焼入れ部品の適用できる部品に制限があるため汎用性に欠ける。この様なところから、現在汎用されているのは上記4)に属する手法である。

【0005】上記4)の手法については、TRIP (歪み誘起硬化) を利用した残留 $\alpha'$  (オーステナイト) 鋼を初めてとして、DP [Dual-Phase:  $\alpha$  (ポリゴン・フェライト) +  $\alpha'$  (マルテンサイト) 2相] 鋼、Tri-Phase ( $\alpha + \alpha'$  + ベイナイト) 鋼、ベイナイト ( $\alpha$  + ベイナイトも含む) 鋼などの如き所謂複合組織鋼についての開発研究が盛んに進められている。

【0006】ところが、これらの鋼の軟質相である $\alpha$ 相を単独で取り出してみると、軟鋼の分野では優れた延性を有するものとして汎用されているIF (Interstitial Free) 鋼の如く $\alpha$ 粒の内部に炭素化合物として固定させるもので、 $\alpha$ 粒内に固溶Cが残らない様に制御するものではない。このため、第2相 (硬質相) の硬さと第1相 (軟質相) としての $\alpha$ 相の延性により強度-延性バランスはある程度改善できるが、前述の如き自動車用ホワイ

$$Ti\% / 48 + Nb\% / 93 + V\% / 51 - C\% / 12 - N\% / 14 > 0 \cdots \cdots (1)$$

内部金属組織のうち、体積率で50%以上はビッカース硬さ ( $Hv_1$ ) が110以上のポリゴン・フェライトで、その他の組織は、マルテンサイトおよびベイナイト (ベイニティック・フェライトを含んでもよい) からなるビッカース硬さ ( $Hv_2$ ) が25以上の組織からなり、上記ビッカース硬さの比  $[ (Hv_2) / (Hv_1) ]$  が2、2以上であることが要旨がある。

【0011】本発明で使用する上記鋼材は、残部がFe

トボディに求められている様な、更に高レベルの強度-延性バランスが求められる高強度薄鋼板としては尚延性不足が指摘される。

【0007】これらの中でも、TRIP鋼は高強度・超高延性鋼板として非常に有望であり、熱延板としては工業的に製造が可能と思われる。ところが、冷延板や冷延原板溶融亜鉛めっき鋼板として製造しようとした場合、工業的に使用されているCAL設備 (連続焼鈍設備) やCGL設備 (連続溶融亜鉛めっき設備) を用いて製造しようとしても、 $(\alpha + \alpha')$  2相域での加熱による相 (成分) 分離と400℃近傍での保持、およびその後の冷却によるベイナイト変態と準安定 $\alpha'$ の生成に極めて長時間を要するため、工業的に実用可能な生産許容時間内では製造できない。

【0008】つまり、冷延原板や冷延原板溶融亜鉛めっき鋼板において、従来のDPやTri-phase 鋼、ベイナイト鋼等を凌ぐ延性を有し、且つ熱延板では製造可能なTRIP鋼に迫る強度-延性バランスを有する鋼のニーズに応えることのできる鋼板は現在のところ開発されていない。

## 【0009】

【発明が解決しようとする課題】本発明は上記の様な事情に着目してなされたものであって、その目的は、従来のDPやTri-phase 鋼、ベイナイト鋼等を凌ぐ延性を有し、且つTRIP鋼に匹敵し或いはこれを上回る強度-延性バランスを有する高強度・超高延性の冷延原板および冷延原板溶融亜鉛めっき鋼板とその製法を提供することにある。

## 【0010】

【課題を解決するための手段】上記課題を解決することのできた本発明にかかる延性に優れた析出型複合組織鋼板とは、質量%で、C: 0.003~0.04%、Si: 0.01~1.0%、Mn: 3.0%以下 (0%を含む)、P: 0.05%以下 (0%を含む)、Al: 0.005~0.1%、B: 0.0002~0.003%を満足すると共に、V: 0.1%以下 (0%を含まない)、Nb: 0.1%以下 (0%を含まない) およびTi: 0.1%以下 (0%を含まない) よりなる群から選ばれる少なくとも1種を含み、且つ下記式(1)の関係を満たす複合組織鋼板からなり、

および不可避の不純物からなり、後述する本発明の特徴を阻害しない範囲で他の許容元素を少量含むものであっても構わない。

【0012】また、上記金属組織のうち、体積率で50%以上が平均粒径: 10nm以上の炭素化合物が析出したポリゴン・フェライトで、その他の組織が、平均粒径が10nm以下の炭素化合物が析出したマルテンサイトとベイナイト (ベイニティック・フェライトを含んでもよ

い)であるものは、強度・延性バランスの一段と優れたものとなる。

【0013】また本発明の製法は、上記優れた強度・延性バランスを備えた複合組織鋼板を確実に得るために有効に活用される方法であり、上記化学成分の要件を満たす鋼板を使用し、下記②、③または④に示す方法を採用するところに特徴を有している。

【0014】② Ae3 点の直上温度に加熱した後、Ae3 点～Ae1 点の温度で一旦保持し、更に Ae1 点未満の温度に冷却することによりポリゴナル・フェライトと旧オーステナイトに2相分離させると共に、旧オーステナイト内に合金成分を濃化させ、続いて Ae1 点～600℃に保持することにより、ポリゴナル・フェライトおよび旧オーステナイト内に V、Nb、Ti 系炭化物を析出させ、次いで冷間圧延し、もしくは冷間圧延することなく、Ae1 点～Ae3 点の2相温度域で再加熱焼鈍することにより、前記ポリゴナル・フェライト中に平均粒径 10nm 以上の炭化物を析出させると共に、旧オーステナイト中の析出物は再固溶させ、次いで 500℃以下に急冷して旧オーステナイトをマルテンサイト、ベイナイト(ベイニティック・フェライトを含んでもよい)に変態させると共に、平均粒径が 10nm 以下の炭化物を析出させ、旧オーステナイト側のみを強化する方法。

③ Ae3 点直上の温度で最終熱間圧延を終了し、Ae3 点～Ae1 点の温度で一旦保持してから Ae1 点未満の温度で巻取りを開始し、ポリゴナル・フェライトと旧オーステナイトに2相分離させると共に、旧オーステナイト内に合金成分を濃化させ、その後、Ae1 点～600℃の温度で巻取ってから室温まで冷却し、ポリゴナル・フェライトおよび旧オーステナイト内に V、Nb、Ti 系炭化物を析出させ、次いで冷間圧延し、もしくは冷間圧延することなく、Ae1 点～Ae3 点の2相温度域で再加熱焼鈍することにより、前記ポリゴナル・フェライト中に平均粒径 10nm 以上の炭化物を析出させると共に、旧オーステナイト中の析出物は再固溶させ、次いで 500℃以下に急冷して旧オーステナイトをマルテンサイト、ベイナイト(ベイニティック・フェライトを含んでもよい)に変態させると共に、平均粒径が 10nm 以下の炭化物を整合析出させ、旧オーステナイト側のみを強化する方法。

④ Ae3 点直上の温度で最終熱間圧延を終了し、Ae3 点～Ae1 点の温度で一旦保持してから Ae1 点未満の温度で巻取りを開始し、ポリゴナル・フェライトと旧オーステナイトに2相分離させると共に、旧オーステナイト内に合金成分を濃化させ、その後、Ae1 点～600℃の温度で巻取ってから室温まで冷却し、ポリゴナル・フェライトおよび旧オーステナイト内に V、Nb、Ti 系炭化物を整合析出させ、次いで冷間圧延し、もしくは冷間圧延することなく、Ae1 点～Ae3 点の2相温度

域で再加熱焼鈍することにより、前記ポリゴナル・フェライト中に平均粒径 10nm 以上の炭化物を非整合析出させると共に、旧オーステナイト中の析出物は再固溶させ、次いで 400～500℃の溶融亜鉛めっき浴に浸漬し、その後、旧オーステナイトをマルテンサイト、ベイナイト(ベイニティック・フェライトを含んでもよい)に変態させると共に、平均粒径が 10nm 以下の炭化物を整合析出させ、旧オーステナイト側のみを強化する方法。

#### 【0015】

【発明の実施の形態】本発明者らは上記の様な課題の下で、熱延鋼板における TRIP 鋼に匹敵する強度・超高延性を有する冷延原板および冷延原板溶融亜鉛めっき鋼板を開発すべく、様々な角度から研究を進めてきた。その結果、複合組織鋼において軟質相である  $\alpha$  相内の固溶 C、N を Ti 等により炭化物として固定すると共に、 $\alpha$  相を IF 化して軟質相の延性を高めてやれば、高強度で且つ従来の複合組織鋼では得ることのできない超高延性の鋼板が得られることを知り、上記本発明に想到したものである。

【0016】以下、本発明において化学成分や金属組織などを定めた理由を詳細に説明していく。まず、本発明において鋼材の化学成分を定めた理由を明らかにする。

【0017】C: 0.003～0.04%

C は、鋼材組織における第2相(マルテンサイト、ベイナイト、ベイニティック・フェライト)の変態組織に V、Nb、Ti 系炭化物による析出強化作用を与えるために欠くことのできない元素であり、その効果を有効に発揮させるには 0.003% 以上含有させなければならない。しかしながら、C 量が多くなり過ぎると、C を固定するのに必要な V、Nb、Ti などの炭化物形成元素を多量添加しなければならないとなり、製造コストが高くなる他、析出物量の過度の増大によって延性に悪影響を及ぼす様になるので、0.04% 以下に抑えなければならない。

【0018】延性の低下を防止しつつ析出強化作用を有効に発揮させるうえで好ましい C 量の上限は 0.03% である。

【0019】Si: 0.01～1.0%

Si は、固溶強化元素として強度向上に寄与する元素であり、その効果を有効に発揮させるには 0.01% 以上含有させなければならない。しかしながら含有率が高くなり過ぎると、軟質相(第1相  $\alpha$ )を優先的に固溶強化し、第1相  $\alpha$  のビッカース硬さ ( $H_V1$ ) を 110 以下に制御すること困難になるばかりでなく、溶融亜鉛めっきを行う際に不めっきを起し易くなるので、1.0% 以下に抑えなければならない。Si 量のより好ましい下限は 0.4%、より好ましい上限は 0.2% である。

【0020】Mn: 3.0% 以下

Mn は焼入れ性を高めると共に、固溶強化元素として作

用し変態強化と固溶強化により高強度化を促進するうえで有効な元素であり、更には、A1点以上の $(\alpha + \gamma)$  2相域の温度幅を広げることにより、2相組織鋼を作り易くする作用も有しており、これらの作用を有効に発揮させるには0.3%以上、より好ましくは1.0%以上含有させることが望ましい。しかしMn量が多すぎると、過度に固溶強化が進行し、軟質であるべき第1相 $\alpha$ のビッカース硬さ $Hv_1$ を110以下に制御することが困難になるので、3.0%以下、より好ましくは2.0%以下、更に好ましくは1.0%以下に抑えるべきである。

【0021】P: 0.05%以下(0%を含む)  
Pは固溶強化元素として有効に作用するが、軟質であるべき第1相 $\alpha$ に優先的に固溶して第1相 $\alpha$ を強化するため、第1相 $\alpha$ のビッカース硬さ $Hv_1$ を110以下に制御することが困難になる。従って、不可避的に混入してくるPを除き、積極的に含有させることは避けるべきであり、上限値を0.05%、より好ましくは0.01%とする。

【0022】Al: 0.005~0.1%  
Alは、脱炭性元素として0.005%以上、より好ましくは0.01%以上含有させることが必要であるが、0.1%を超えて過度に含有させてもそれ以上の脱炭効果が得られないばかりでなく、アルミナ系化合物量の増大によって延性に悪影響を及ぼし、また連続鋳造法を採用したときに連続ノズル詰まりを生じて生産性を阻害する恐れが生じてくるので、0.1%以下、より好ましくは0.05%以下に抑えるべきである。

【0023】B: 0.0002~0.003%  
Bは、特に固溶B(フリーBと呼ばれることが多い)は、焼入れ性を高めて変態強化組織を得られ易くするた

$$\left( Ti\% / 48 + Nb\% / 93 + V\% / 51 - C\% / 12 - N\% / 14 \right) > 0 \cdots (1)$$

【0027】上記式(1)は、ポリゴナル・フェライト中の固溶C、Nを固定するのに必要なV、Nb、Tiの下限量を規定するものであり、鋼中のC、N量に応じて、V、Nb、Tiの含有量が上記式(1)の関係を満たす様に含有させることが必須の要件となる。但し、C、N量に対してV、Nb、Tiの含有量が多くなり過ぎると、ポリゴナル・フェライトの回復・再結晶が抑制されて延性劣化を招くので、好ましくは上記式(1)で示す左辺の値は0.002%以下、より好ましくは0.001%程度以下に抑えることが望ましい。

【0028】本発明で使用する鋼材における必須の元素は上記の通りであり、残部成分は実質的にFeと不可避不純物であるが、追って明らかにする如く、内部金属組織のうち、ポリゴナル・フェライトのビッカース硬さ( $Hv_1$ )と、マルテンサイトおよびベイナイト(ベイニチック・フェライトを含んでもよい)からなる組織のビッカース硬さ( $Hv_2$ )の比 $(Hv_2) / (Hv_1)$ を2.2未満にしてしまう様なポリゴナル・フェ

メ積極的に含有される主要な元素である。また第1相をIF- $\alpha$ とするために、粒界Cが欠如して粒界強度が低下し粒界破壊を誘発することがあるが、この様な時にも、BはCに代わって粒界を強化して粒界破壊を抑制し、延性破壊率を高めて結果的に延性を高める作用を発揮する。こうした作用を有効に発揮させるには0.0002%以上、より好ましくは0.0005%以上含有させるべきであるが、約0.003%で焼入れ性は飽和し、延性は却って劣化してくるので、0.003%以下、より好ましくは0.0015%以下に抑えるべきである。

【0024】V、Nb、Tiから選ばれる少なくとも1種: 夫々Ti: 0.1%以下(0%を含まない)  
これらの元素は、本発明において重要な役割を果たす添加元素である。従来のIF鋼、特に440MPa級以下の強度のIF鋼では、これらの元素は、C、Nを固定する目的だけで使用されているが、本発明では、第1相 $\alpha$ 内に非整合析出させ、第1相 $\alpha$ の強度(硬さ)は上昇せずに第1相中のC、Nを固定し、IF鋼の高延性という特長のみを第1相の特性として付与する。また硬質の第2相に対しては、変態強化(マルテンサイト、ベイナイト等)と組み合わせ、場合によっては整合析出させ、第2相の強度を更に高める作用も発揮する。

【0025】こうした作用を有効に発揮させるには、上記3種の元素の少なくとも一つを、好ましくはトータルで0.20%以上、より好ましくは0.15%以上含有させなければならない。

【0026】しかし、上記各元素は高価であるから多量に添加するとコスト高になるばかりでなく、多すぎると再結晶を著しく抑制して延性劣化を招くので、夫々0.1%以下に抑えなければならない。

ライト強化元素を不必要に含有させることは避けなければならない。しかし、Cの如く固溶強化量の小さな元素であれば、少量の含有は許容される。次に、金属組織や析出物の粒径、製造条件などを規定した理由を説明する。

【0029】[金属組織]ポリゴナル・フェライト(以下、 $\alpha$ と記すこともある)中に固溶C、Nが存在すると、時効硬化や時効脆化を起こして延性を劣化させることが知られている。そこで、複合組織鋼を高延性化するには、その延性を支配する $\alpha$ 中の固溶C、Nは除去しなければならない。そこで本発明では、V、Nb、Ti等の炭化物物形成元素が必要となるが、 $\alpha$ 中に上記元素の炭化物物が整合析出すると析出強化を起こして延性を劣化させるので、 $\alpha$ 中の炭化物物は非整合析出物でなければならない。

【0030】また、ポリゴナル・フェライト( $\alpha$ )の体積率が100%で固溶C、Nの全てが炭化物物として析出している所謂IF鋼では、複合組織鋼にみられる様な

低YR化や高延性化に限界がある。反面、延性に優れたポリゴナル・フェライト( $\alpha$ )の体積率が不足すると、鋼としての延性が乏しくなるので、 $\alpha$ の体積率は50%以上、より好ましくは70%以上を確保すべきである。また、 $\alpha$ 中に炭窒化物が非整合析出した場合、該非整合析出部の硬さはビッカース硬さでHv120以下が保証される。

【0031】次に、第2相としてのマルテンサイト、ベイナイト(ベイニティック・フェライトを含んでもよい)は、高強度化に有効な組織である。これらの組織は、一旦 $\gamma$ 域あるいは( $\alpha+\gamma$ )2相域に加熱してから急冷することによってできる組織であるが、 $\gamma$ 域ではCやNとV, Nb, Tiの固溶限が高いため、熱延後に炭窒化物として完全に析出させても、冷延後の再加熱で一部の炭窒化物が再固溶する。この再固溶した炭素とマイクロアロイは、冷却時に整合析出物として析出してオーステナイト(以下、 $\gamma$ と記すことがある)粒の高強度化を助長する。 $\gamma$ 中の炭窒化物はすべて整合析出する必要はなく、一部でも整合析出すればよい。

【0032】[析出物]整合析出物と非整合析出物の判別析出物径によって行なう。判別法にはTEMのレプリカ法を採用し、各試料につき倍率100倍で5視野を撮影し、円換算粒径で算出した平均値を用いて各試料の平均粒径とした。その結果、整合析出している析出物の平均粒径は10nm未満、非整合析出している析出物の平均粒径は10nm以上になるとことが確認された。従って、平均粒径10nmを整合、非整合の境界粒径とした。

【0033】[硬さ]非整合析出物によってC(およびN)が固定されたポリゴナル・フェライト( $\alpha$ )のビッカース硬さ(Hv<sub>1</sub>)は110以下で、十分に軟質であることが延性を発現させるうえで必要となる。そのためには、2相域加熱によって固溶強化元素を $\alpha$ 内から排出し、C(およびN)は平均粒径が10nm以上の非整合析出物として析出させる必要がある。また、高強度で且つ超高延性を発現させるには、D.P鋼の様に軟質相と硬質相が強度差(硬度差)を有していることが好ましいとされている。

【0034】しかし、本発明の如く0.04%以下のC量では、変態硬化のみにより硬質相を十分に硬化させることは困難であり、硬質相中にはV, Nb, Ti系炭窒化物よりなる整合析出物(平均粒径10nm未満)を析出させて析出強化を付与することが必要となる。即ち、硬質相に変態強化と析出強化を複合させることで、低炭素鋼にも拘らずビッカース硬さがHv250以上の硬質相を実現できる。

【0035】また、以上の組織制御(硬質相:変態強化+析出強化、軟質相:非整合析出物によるCやNの固定と固溶強化元素の排出)により、従来のD.P鋼の考え方では前述した本発明のC濃度範囲(すなわち低C領域)

では実現不可能であった軟質相と硬質相の前記ビッカース硬度差(Hv<sub>2</sub>/Hv<sub>1</sub>)を2.2以上にすることができ、高強度かつ超高延性(TS×E1:170MPa以上)、より好ましくは、ビッカース硬度差(Hv<sub>2</sub>/Hv<sub>1</sub>)が3.0以上でTS×E1を190MPa以上に高めることが可能となる。

【0036】[熱延条件]本発明では、熱延仕上げ温度をAe3点以上とし、巻取りに当たっては一旦Ae1点〜Ae3点間の温度範囲で保持してからAe1点未満の温度で巻取り処理し、2相域での成分分離(特にMnとC)を促進させることにより、冷延以降に行われる連続焼純工程、あるいは連続焼純〜溶融亜鉛メッキ工程といった $\alpha+\gamma$ 成分分離を行う時間が比較的短い工程でも、前述の如き硬度差を有する2相組織を安定して得ることができる。

【0037】即ち、V, Nb, Tiよりなる炭窒化物形成元素は、冷延〜再結晶時の軟質であるべき第1相組織中では強度上と延性劣化を引き起こさない非整合析出物の形態で固溶C, Nを固定しておく必要があるため、巻取り工程ではAe1点〜Ae3点の間、好ましくは700〜800℃の範囲に保持し、更にAe1点未満の温度に冷却した後、Ae1点〜600℃することが必要となる。これは、

- 1) 固溶C, Nを完全に炭窒化物として析出させ、
- 2) 最高温度を規定することによって炭窒化物からのCやNの再固溶を抑制し、更には
- 3) 熱延時に生成するスケールを過度に生成させない様に制御するためである。

【0038】尚、熱延終了段階における巻取り温度が高過ぎて炭窒化物が再固溶し、固溶C, Nが残存した場合でも、また巻取り温度が低過ぎて炭窒化物が析出せずに固溶C, Nが残存しても、その熱延板を原板として冷延再結晶させると、熱延時に存在していた固溶C, Nと固溶マイクロアロイ(V, Nb, Ti)が結びついて炭窒化物が整合化し軟質 $\alpha$ 中に析出すると、軟質であるべき第1相 $\alpha$ の硬度をHv120以下、好ましくはHv100以下に制御できなくなる。

【0039】一方、熱延終了段階でC, Nが完全に炭窒化物として析出していると、冷延〜再結晶終了時には、熱延板段階では整合析出して第1相 $\alpha$ を強化していた析出物も非整合化して強化に寄与しない析出物となるので、熱延段階ではC, Nは完全に炭窒化物として析出させておく必要がある。

【0040】尚上記では、生産性を高めるため熱延後に連続的に巻取する場合について巻取り開始温度や保持温度の設定理由を述べたが、連続巻取りを行わない場合でも、前記と同様にAe3点〜Ae1点の温度で保持してからAe1点未満の温度に冷却し、次いでAe1点〜600℃に保持すれば、上記と同様の2相分離と旧オーステナイト内への合金成分の濃化および炭窒化物の固定を

効率よく進めることができる。

【0041】しかし、一旦熱延巻取り終了時に固溶C、Nが析出しているも、再結晶焼鈍の温度が高過ぎたり時間が長過ぎたり析出物の再固溶が起こると、軟質であるべき第1相αに炭窒化物が整合析出するので、Ae1点～Ae3点の間で焼鈍することが必要となる。なお、CAL、CGLの如き連続焼鈍ラインでは、焼鈍時間はある程度決められた範囲にあるので、温度範囲を適正に制御すれば量産上問題を生じることはない。

【0042】また、熱延巻取り時にAe1～Ae3点間のα+γ2相域で保持して旧γ中にC、Mn等の元素を濃化させ、フェライトにおけるそれらの元素を希薄化させておいても、冷延後の再結晶温度がAe3点を超えると、熱延時に得られたC、Mn等の元素の相分離が解消されて均一化してしまう。そのため、最終的に再結晶焼鈍後に得られる組織は、硬質変態組織（マルテンサイト、ベイナイト、ベイニティック・フェライト）と軟質組織（ポリゴナル・フェライト）の強度差（硬度差）がなくなってしまう、十分な強度－延性バランスが得られなくなる。

【0043】他方、再結晶焼鈍温度がAe1点未満では、特に、V、Nb、TiやBの如き再結晶温度を上昇させる元素が添加されている鋼において、連続焼鈍設備の限られた焼鈍時間では完全な再結晶焼鈍を実現できず、延性劣化の原因になる。また、Ae1点を超える温度に再加熱しないと、熱延時にC、Mn等が濃化した結晶粒のγへの逆変態が起こらず、冷却後に変態組織（マルテンサイト、ベイナイト、ベイニティック・フェライト）が生成しなくなり、結果的に硬度差のある鋼板が得られなくなる。

【0044】再結晶焼鈍温度を、Ae1点～Ae3点の間で制御しておけば、第1相α中に非整合析出した炭窒化物を含む軟質で固溶C、Nの無い高延性の第1相αが生成する。一方、第2相を構成する旧γ中には、熱延段階で整合析出した析出物が一部再固溶し、一部整合析出した炭窒化物が生成する。この時、Ae1点～Ae3点

の間で加熱した後、旧γ粒を500℃以下で保持してから急冷すると、マルテンサイト、ベイナイト、ベイニティック・フェライトになり、析出強化と相俟って強固な第2相を生成する。この時、500℃保持後に合金化めっきの如くAe1点未満の温度で再加熱しても構わない。

【0045】つまり、冷延連続焼鈍（CALやCGLライン）工程において、軟質α（非整合析出炭化物により固溶C、NのないI F的なフェライト）+硬質組織（C、Mnの濃化したマルテンサイト、ベイナイト、ベイニティック・フェライト；V、Nb、Ti系炭化物は整合析出していた方が好ましい）を得るには、Ae1点～Ae3点の間で巻取り処理し、冷延後の再加熱でAe1点からAe3点の間で再加熱することが好ましい。

【0046】

【実施例】以下、実施例を挙げて本発明をより具体的に説明するが、本発明はもとより下記実施例によって制限を受けるものではなく、前・後記の趣旨に適合し得る範囲で適宜に変更を加えて実施することも可能であり、それらは何れも本発明の技術的範囲に含まれる。

【0047】実施例

表1に示す化学成分の鋼材を真空溶解炉で溶融してから casting し、各鋼片を用いて厚さ3.0mmまで粗圧延した後、更に厚さ4.0mmまで熱間圧延した。熱間圧延の仕上げ条件、冷却条件、巻取り条件などは図1および表2に示す通りとした。

【0048】次いで酸洗処理してから厚さ1.2mmまで冷延し、引き続き再結晶焼鈍を行った。再結晶焼鈍には、3台のソルトバス（加熱炉、中間炉、最終炉）を使用し、量産設備のCAL、CGLラインのヒートパターンを模擬した図2および表3の条件で行った。

【0049】得られた各鋼板の金属組織と引張特性を表4に示す。なお引張試験は、厚さ1.2mmのJIS 5号試験片を使用し、n3の平均値によって評価した。

【0050】

【表1】



No.	成分(mass%, 値LB, Nはppm)										変態温度	
	C	Si	Mn	P	S	Al	その他	B	N	式1	Ac1°C	Ac3°C
1	0.0100	0.1	1.5	0.01	0.005	0.025	-	-	25	0.0010	786	884
2												
3												
4	0.0151	0.1	1.5	0.01	0.005	0.025	Ti: 0.086	8	25	0.0004	733	900
5												
6												
7	0.0111	0.1	1.5	0.01	0.005	0.025	V: 0.0797	9	21	0.0005	764	895
8												
9												
10												
11	0.0149	0.1	0.7	0.01	0.005	0.025	Ti: 0.096 Cr: 0.5	8	25	0.0006	762	900
12												
13												
14	0.0139	0.1	1.5	0.01	0.005	0.025	Nb: 0.05 Ti: 0.05	9	28	0.0002	746	895
15												
16												
17	0.0172	0.1	1.2	0.01	0.005	0.025	Ti: 0.08	9	28	0.0005	760	852
18												
19												
20												
21												
22												
23												
24	0.0500	0.1	0.5	0.01	0.005	0.025	Ti: 0.25	8	29	0.0006	717	861
25	0.0152	1.1	0.9	0.01	0.005	0.025	Ti: 0.09	9	28	0.0004	757	900
26	0.0152	0.1	4	0.01	0.005	0.025	Ti: 0.09	9	28	0.0004	690	882
27	0.0152	0.1	0.9	0.01	0.005	0.5	Ti: 0.09	9	28	0.0004	722	882
28	0.0001	0.1	0.9	0.01	0.005	0.025	Ti: 0.12	9	15	0.0024	727	882

式1 Ti/48+Ni/93+V/51-C/12-N/14

【0051】

【表2】

No.	実測温度		試験条件						
	Ae1	Ae3	仕上温度		冷却条件			格取条件	
	℃	℃	℃	℃	時間	冷速 ℃/S	温度 ℃	保持時間 Hr	冷速 ℃/Hr
1			900	700	約3	約20	なし	-	-
2	786	894	900	700	3	20	なし	-	-
3			900	700	3	20	なし	-	-
4			920	700	3	20	なし	-	-
5	733	900	850	700	3	20	なし	-	-
6			920	750	3	20	700	1	50
7			900	700	3	20	なし	-	-
8			850	700	3	20	なし	-	-
9	784	895	900	780	3	20	700	1	50
10			900	780	3	20	700	1	50
11			920	700	3	20	なし	-	-
12	752	900	850	700	3	20	なし	-	-
13			920	780	3	20	700	1	50
14			900	700	3	20	なし	-	-
15	746	895	850	700	3	20	なし	-	-
16			900	760	3	20	700	1	50
17			900	700	3	20	なし	-	-
18			800	700	3	20	なし	-	-
19			900	770	3	20	700	1	50
20	750	852	900	770	3	20	700	1	50
21			900	770	3	20	700	1	50
22			900	770	3	20	500	1	50
23			900	770	3	20	700	1	50
24	712	851	900	750	3	20	-	-	-
25	752	900	920	750	3	20	-	-	-
26	690	882	920	750	3	20	-	-	-
27	722	882	920	750	3	20	-	-	-
28	722	882	920	750	3	20	-	-	-

【0052】

【表3】

No.	試験条件						
	①加熱条件		②中間条件		③最終条件		
	温度	時間	温度	時間	温度	時間	冷却
	℃	秒	℃	秒	℃	秒	℃/S
1	680	60	420	20	550	20	20
2	760	60	200	20	350	20	20
3	760	60	420	20	550	20	20
4	760	60	420	20	550	20	20
5	780	60	420	20	550	20	20
6	780	60	420	20	550	20	20
7	780	60	420	20	550	20	20
8	780	60	420	20	550	20	20
9	780	60	420	20	550	20	20
10	780	60	200	20	350	20	20
11	780	60	420	20	550	20	20
12	780	60	420	20	550	20	20
13	780	60	420	20	550	20	20
14	780	60	420	20	550	20	20
15	780	60	420	20	550	20	20
16	780	60	420	20	550	20	20
17	780	60	420	20	550	20	20
18	780	60	420	20	550	20	20
19	780	60	420	20	550	20	20
20	780	60	200	20	350	20	20
21	900	60	420	20	550	20	20
22	780	60	420	20	50	20	20
23	700	60	420	20	550	20	20
24	800	60	420	20	550	20	20
25	800	60	420	20	550	20	20
26	800	60	420	20	550	20	20
27	800	60	420	20	550	20	20
28	800	60	420	20	550	20	20

【0053】

【表4】

No.	組織						機械的性質				
	軟質相			硬質相			硬さ比 Hv2/Hv1	YP MPa	TS MPa	EL %	TS×EL MPa
	Hv	Vf1	組織	Hv	Vf1	組織					
1	103	97	$\alpha$	150	3	$\beta$	1.46	190	330	40	132.0
2	101	93	$\alpha$	210	7	M	2.06	210	350	42	147.0
3	105	80	$\alpha$	180	20	$\beta$	1.71	220	400	35	140.0
4	125	100	$\beta$ - $\alpha$	-	0	なし	0.00	205	380	41	156.8
5	135	80	$\beta$ - $\alpha$ +PH	270	20	$\alpha$ $\beta$ +PH	2.00	330	510	30	153.0
6	85	70	$\beta$ - $\alpha$	270	30	$\alpha$ $\beta$ +PH	3.18	211	455	42	191.1
7	135	100	$\beta$ - $\alpha$ +PH	-	0	なし	0.00	280	410	39	159.9
8	135	80	$\beta$ - $\alpha$ +PH	280	20	$\alpha$ $\beta$ +PH	2.07	350	520	29	150.8
9	105	70	$\beta$ - $\alpha$	280	25	$\alpha$ $\beta$ +PH	2.67	260	470	40	188.0
10	95	80	$\beta$ - $\alpha$	320	20	M+PH	3.37	270	455	42	191.1
11	105	100	$\beta$ - $\alpha$	-	0	なし	0.00	195	340	45	153.0
12	125	80	$\beta$ - $\alpha$ +PH	240	20	$\alpha$ $\beta$ +PH	1.92	320	480	33	158.4
13	95	75	$\beta$ - $\alpha$	270	25	$\alpha$ $\beta$ +PH	2.84	201	440	43	189.2
14	125	100	$\beta$ - $\alpha$	-	0	なし	0.00	280	400	39	155.0
15	130	75	$\beta$ - $\alpha$ +PH	280	25	$\alpha$ $\beta$ +PH	2.15	340	540	29	156.6
16	95	75	$\beta$ - $\alpha$	290	25	$\alpha$ $\beta$ +PH	3.05	250	460	42	193.2
17	125	100	$\beta$ - $\alpha$ +PH	-	0	なし	0.00	280	410	39	159.9
18	135	85	$\beta$ - $\alpha$ +PH	280	15	$\alpha$ $\beta$ +PH	2.07	350	520	29	150.8
19	100	75	$\beta$ - $\alpha$	280	25	$\alpha$ $\beta$ +PH	2.80	260	470	40	188.0
20	100	85	$\beta$ - $\alpha$	320	15	M+PH	3.20	270	445	43	191.4
21	120	45	$\beta$ - $\alpha$ +PH	180	55	$\alpha$ $\beta$ +PH	1.50	300	475	33	156.8
22	125	80	$\beta$ - $\alpha$ +PH	240	20	$\alpha$ $\beta$ +PH	1.92	310	460	31	142.6
23	130	85	$\beta$ - $\alpha$	280	15	$\alpha$ $\beta$ +PH	2.15	330	500	25	125.0
24	130	80	$\beta$ - $\alpha$	270	20	$\alpha$ $\beta$ +PH	2.08	320	510	30	153.0
25	120	75	$\beta$ - $\alpha$	260	25	$\alpha$ $\beta$ +PH	2.17	290	510	31	148.1
26	130	70	$\beta$ - $\alpha$	280	30	$\alpha$ $\beta$ +PH	2.5	290	570	28	139.6
27	125	75	$\beta$ - $\alpha$	260	25	$\alpha$ $\beta$ +PH	2.08	260	520	30	158.0
28	85	100	$\beta$ - $\alpha$	-	0	-	0.00	180	280	50	140.0

 $\alpha$  固溶Cの存在するフェライト $\beta$ - $\alpha$  固溶Cの存在しないフェライト

PH 析出強化(V.Nb,Ti添加鋼は炭素化合物による析出強化)

【0054】表1～4より次の様に考察できる。No. 1は、C含有量が0.01%の低炭素アルミキルド鋼であるが、前記式(1)の要件を欠くと共に熱延冷却時の保持温度が低く、第1相組織を $\alpha$ (IF化されていない)フェライトの意味、以下同じ；表4においても同じ、第2相組織としてパーライトを有している鋼である。この場合、TS×ELは132MPaであり、高レベルの強度・延性バランスは得られていない。

【0055】No. 2は、上記No. 1と同じ成分で、前記式(1)の要件を欠くと共に熱延冷却時の保持温度が低く、第1相組織が $\alpha$ 、第2相組織がフェルテンサイトであるもので、やはりTS×ELが147MPaで、強度・延性バランスが十分とはいえない。

【0056】No. 3も、上記No. 1、2と同じ成分系であるが、前記式(1)の要件を欠くと共に熱延冷却時の保持温度が低く、第2相がベイナイトであるものであり、TS×ELが140MPaで、やはり強度・延性バランスが十分とはいえない。

【0057】No. 4は、C含有量が0.0151%の低炭素鋼を用いたものであるが、C、Nが完全固定されたフェライト(以下、表4を含めてIF- $\alpha$ と記す)が第1相組織で、第2相組織のない単相組織であり、Mn

による固溶強化によって強度を与えているものの、TS×ELは156MPaと低くて強度・延性バランスが十分とはいえず、また第1相の硬さもHv110以上で、延性に必要な軟質さも満たしていない。

【0058】No. 5は、上記No. 4と同じ成分系であり、熱延直後の冷却温度をAe1以下の700℃とし、炭素化合物を析出させるための巻取り保持時間が与えられていないため、熱延板段階で固溶Cが残留している。これを冷延後780℃で2相域焼鈍してから合金化溶融亜鉛メッキ相当の熱処理を施すと、第1相はIF- $\alpha$ となるが、熱延時に残った固溶Cが再結晶焼鈍時に整合析出し、第1相はIF化しているものの整合析出強化してHv110以上の硬い $\alpha$ (以下、IF- $\alpha$ +PHと記す)となり、TS×ELは153MPaの低い値を示し強度・延性バランスが悪い。

【0059】No. 6は、上記No. 4、5と同じ成分系ではあるが、熱延冷却時の保持温度をAe1点～Ae3点間の750℃、巻取り保持温度を700℃とすることにより、熱延段階で成分分離を起こせると共に、固溶C、NはTiに完全に固定した熱延板が得られる。これを冷延してからAe1点～Ae3点の間の2相域で焼鈍すると、第1相はHv110以下の軟質なIF- $\alpha$ 、

第2相はベイニティック・フェライト（一部、TiC、TiNによる整合析出強化もあり）が得られ、強度差を有する2相組織であるためTS×E1は170MPaの高い値を示し、優れた強度・延性バランスを有している。

【0060】No. 7～10はV、Ti添加鋼、No. 11～13はTi、Cr添加鋼、No. 14～16はNb、Ti添加鋼を用いた例であり、前記No. 6と同様に熱延後の冷却保持温度をAe1点～Ae3点間の750℃とし、巻取り保持温度を700℃に設定することにより、熱延段階で成分分散させると共に固溶CをTiにより完全に固定したものであり、冷延後Ae1点～Ae3点の間の2相域で焼純を行ったNo. 9、10、13、16、19、20では、Hv110以下の軟質なIF- $\alpha$ と、変態強化と一部整合析出強化によって得られた硬質な第2相により、TS×E1は170MPa以上の高い値を示し、すぐれた強度・延性バランスを有している。

【0061】これらに対し、熱延仕上げ温度や熱延冷却時の保持温度、巻取り保持温度の何れか1つが不適切で、硬質相（第2相）が形成されないか、或いは軟質相と硬質相の硬度比が規定要件を外れるNo. 7、8、11、12、14、15、17、18では、いずれもTS×E1が160MPa未満の低い値しかえられておらず、強度・延性バランスが悪い。

【0062】No. 24～27は、それぞれC、Si、Mn、Al量が規定範囲を超えているため、延性不足、不メッキ、コストアップ、あるいは介在物による延性不足になった例を示している。またNo. 28は、C量が不足するため析出物不足になると共に硬質相が形成されず、TS×E1が170MPa未満の低い値を示し、強

度・延性バランスが悪い。

【0063】No. 21は、熱延条件は適切であったが、焼純時の加熱温度 $\Phi$ がAe3点以上の900℃であるため、熱延終了時における軟質相の体積率が50%以下となり、またポリゴナル・フェライト中にもTiC（およびTiN）の整合析出が起こり、TS×E1が低く強度・延性バランスが悪い。

【0064】No. 22は、熱延時の巻取り温度がAe1点以下の500℃で不適切であるため、焼純条件は適切であったにもかかわらず熱延終了時に固溶C、Tiが残り、これが焼純時に軟質であるべきポリゴナル・フェライトに整合析出してしまったため、TS×E1値が低く強度・延性バランスが劣化している。

【0065】No. 23は、熱延条件は適切であったが、焼純時の加熱温度 $\Phi$ がAe1点以下の700℃であるため、ポリゴナル・フェライトの回復・再結晶が不完全であり、TS×E1値が低く強度・延性バランスに劣る。

【0066】

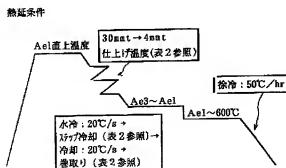
【発明の効果】本発明は以上の様に構成されており、低C鋼において第1相をHv110以下の軟質なIF- $\alpha$ とし、第2相を炭素化合物の整合析出+変態強化により十分な強度の硬質相とすることにより、延性に優れた高強度鋼板、特に薄鋼板を連続焼純ラインで効率よく製造し得ることになった。

【図面の簡単な説明】

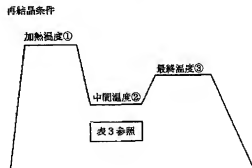
【図1】実験で採用した熱処理条件を説明するためのヒートパターンである。

【図2】実験で採用した再結晶条件を説明するためのヒートパターンである。

【図1】



【図2】



フロントページの続き

(72)発明者 橋本 俊一  
兵庫県加古川市金沢町1番地 株式会社神  
戸製鋼所加古川製鉄所内  
(72)発明者 鹿島 高弘  
兵庫県加古川市金沢町1番地 株式会社神  
戸製鋼所加古川製鉄所内

(72)発明者 新堂 陽介  
神戸市西区高塚台1丁目5番5号 株式会  
社神戸製鋼所神戸総合技術研究所内  
Fターム(参考) 4K032 AA01 AA02 AA04 AA16 AA17  
AA21 AA22 AA27 AA29 AA31  
AA35 AA36 BA01 CB02 CC04  
CD01 CD03 CE02 CG02 CH04  
CX02